

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-214716

(43)Date of publication of application : 11.08.1998

(51)Int.Cl.

H01F 10/00
G11B 5/39
H01F 41/22
H01L 43/08

(21)Application number : 09-014247

(71)Applicant : SHARP CORP

(22)Date of filing : 28.01.1997

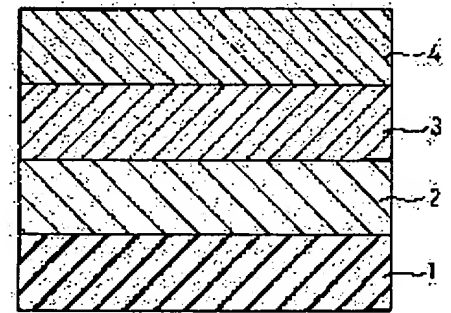
(72)Inventor : DEGUCHI HARUHIKO
DOUJIMA MASAJI
KOMODA TOMOHISA
NAKABAYASHI KEIYA
KIRA TORU

(54) SWITCHED CONNECTION FILM AND PREPARATION THEREOF, AND MAGNETORESISTANCE ELEMENT USING THE SAME

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a high thermal stability and a high switched connection magnetic field.

SOLUTION: This switched connection film comprises a ferromagnetic layer 3 and an anti-ferromagnetic layer 4 comprising MnPt alloy which is formed adjacent to the ferromagnetic layer 3. The ferromagnetic layer 3 has an fcc structure with the orientation of (111). The buildup film of the ferromagnetic layer 3 and the anti-ferromagnetic layer 4 is heat-treated so as to raise the switched connection magnetic field. The (111) face, which is the closest packed lattice face of the ferromagnetic layer 3, is arranged at the interface of the anti-ferromagnetic layer 4, and the anti-ferromagnetic order of the anti-ferromagnetic layer 4 is improved by the heat treatment. Thus, the switched connection magnetic field is enhanced.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 04.08.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 06.04.2004

[Kind of final disposal of application other than the

examiner's decision of rejection or application

converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of
rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-214716

(43)公開日 平成10年(1998)8月11日

(51)IntCl.⁸

識別記号

F I

H 0 1 F 10/00

H 0 1 F 10/00

G 1 1 B 5/39

G 1 1 B 5/39

H 0 1 F 41/22

H 0 1 F 41/22

H 0 1 L 43/08

H 0 1 L 43/08

Z

審査請求 未請求 請求項の数5 O L (全 10 頁)

(21)出願番号 特願平9-14247

(22)出願日 平成9年(1997)1月28日

(71)出願人 000005049

シャープ株式会社

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

(72)発明者 出口 治彦

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ャープ株式会社内

(72)発明者 道嶋 正可

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ャープ株式会社内

(72)発明者 藤田 智久

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ャープ株式会社内

(74)代理人 弁理士 原 謙三

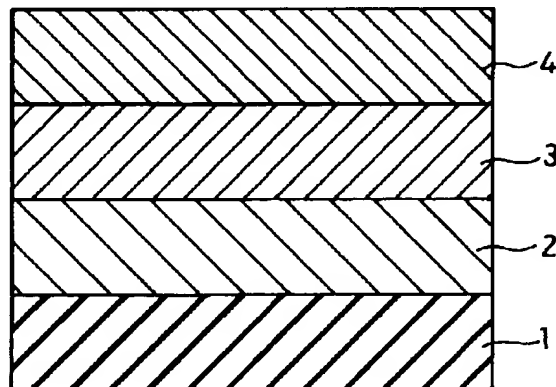
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 交換結合膜およびその製造方法並びにそれを用いた磁気抵抗効果素子

(57)【要約】

【課題】 高い熱安定性と、高い交換結合磁界を得ることを可能とする。

【解決手段】 交換結合膜は、強磁性体層3と、上記強磁性体層3に隣接して形成されたMnPt合金からなる反強磁性体層4とを備え、強磁性体層3の構造がfcc構造で(111)配向しており、強磁性体層3と上記反強磁性体層4との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されている。強磁性体層3の格子の最密面である(111)面が反強磁性体層4の界面に配列するため、また、熱処理によって反強磁性体層4の反強磁性秩序が向上するので、交換結合磁界が高くなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜において、上記反強磁性体膜がMnPt合金からなると共に、上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、

かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されていることを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPt組成が32～50原子%であることを特徴とする請求項1に記載の交換結合膜。

【請求項3】強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜の製造方法において、

fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施すことを特徴とする交換結合膜の製造方法。

【請求項4】fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形成することを特徴とする請求項3に記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項5】請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、

上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、

上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つことを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気記録用再生ヘッドあるいは磁気センサ等に使用される磁気抵抗効果素子に用いられる、強磁性体膜と反強磁性体膜とを積層した構造の交換結合膜およびその製造方法並びにそれを用いた磁気抵抗効果素子に関するものである。

【0002】

【従来の技術】磁気ディスクや磁気テープ装置などの磁気記録装置においては、媒体の記録密度の増加と小型化

に伴い、記録ヘッドや再生ヘッドなどの磁気ヘッドの高性能化が求められている。

【0003】すなわち、記録ヘッドでは磁気記録媒体の高保磁力化に伴い、飽和磁束密度の大きな材料が求められている。また、再生ヘッドでは、媒体の記録密度の増加に対応して、より高い再生感度を実現できるデバイスの開発が期待されている。再生ヘッドは媒体から漏れる磁束を検知して信号を再生するが、媒体の記録密度が増加すると、媒体からの漏れ磁束が小さくなる。再生ヘッドの再生感度が高ければ、小さな漏れ磁束で再生が可能となる。ここで、再生感度とは同じ磁束に対して得られる電圧信号の高低である。

【0004】また、媒体が小型化すると、再生ヘッドと媒体との相対速度が低下するので、再生出力が相対速度に比例する従来の誘導型ヘッドは使いにくくなる。そこで、相対速度の影響を受けない、磁気抵抗効果を利用したいわゆるMR (magnetoresistive effect)ヘッドが用いられるようになった。

【0005】MRヘッドは誘導型ヘッドより再生感度が高く、高密度化された媒体の再生に適している。磁気抵抗効果を示す材料としては、従来より、NiFe合金やNiCo合金からなる磁性薄膜が知られている。

【0006】MRヘッドの再生感度はその磁場感度が高いほど、また、抵抗変化率が大きいほどよくなる。ここで、抵抗変化率 r は、外部磁場がない場合の抵抗値を R_0 、外部磁場によって変化した抵抗値を R_h とすると、 $r = |R_h - R_0| / R_0$

と表され、NiFe合金では2～3%程度、NiCo合金では最大6%程度である。

【0007】上記の磁気抵抗効果はスピン軌道相互作用に起因し、抵抗変化率は測定電流の方向と磁性薄膜の磁化方向とのなす角度に依存するので、異方性磁気抵抗効果(AMR: anisotropic magnetoresistive effect)と呼ばれている。

【0008】ところで、近年、AMRとは異なる発現機構で磁気抵抗効果を示す、巨大磁気抵抗効果(GMR: giant magnetoresistive effect)と呼ばれる現象が見い出され、注目されている。GMRを示す構造として、例えば、磁性層と非磁性層とを交互に数十層積層した人工格子多層膜があり、この人工格子多層膜は、非磁性層を介して上下に配置された各磁性層の磁化が反平行(向きが180°異なる)の場合と平行の場合とで伝導電子の散乱が大きく異なるために抵抗変化が現れるものである。

【0009】人工格子多層膜に印可される外部磁場が低い場合、各磁性層の磁化は、磁性層間の交換相互作用によって反平行になっている。このとき、人工格子多層膜の抵抗は最大になる。これは、磁性層と非磁性層との境界で、伝導電子の散乱が大きくなるためである。一方、人工格子多層膜に印加される外部磁場が上記交換相互作用

用を打ち破る程に強くなると、各磁性層の磁化は外部磁場の向きに揃って互いに平行になり、抵抗値が下がる。これは、各磁性層の磁化が互いに平行な状態では、磁性層と非磁性層との境界での伝導電子の散乱が減少するためである。各磁性層の磁化の向きが反平行状態と平行状態に相対的に変化する間の人工格子多層膜の抵抗変化率は、AMRに比較して一桁以上大きく、なかでも現在最大の抵抗変化を示す材料系であるCo/Cu多層膜では、常温においても60%以上の抵抗変化率が得られている。

【0010】しかしながら、このような人工格子多層膜では、得られる抵抗変化率は非常に大きいものの、各磁性層の磁化を互いに平行にするためには、数1000eから数K0eの外部磁場が必要となる。これは、無磁場で磁化の反平行状態を実現するために交換相互作用を用いているため、磁性層間の結合が非常に強く、この交換相互作用を断ち切って磁化の平行状態を実現しなければならないからである。このため、微弱な外部磁場では抵抗変化は起こらず、人工格子多層膜を磁気記録用のヘッドとして用いるには磁場感度が悪すぎて非実用的である。

【0011】そこで、磁場感度の高いGMR膜であるスピンバルブ膜が注目されている。スピンバルブ膜は、反強磁性体層/強磁性体層/非磁性体層/強磁性体層の4層薄膜構造を有している。スピンバルブ膜では、反強磁性体層との交換相互作用により、反強磁性体層と接する強磁性体層の磁化が一方向に固定されている。この磁化方向が固定された強磁性体層とは非磁性体層で分離されている、もう一方の強磁性体層の磁化は、決まった磁化方向をとらず外部磁場に対して自由に回転するようになっている。この自由に磁化方向が回転する方の強磁性体層にNiFe合金などのソフト性の高い薄膜を用いることで磁場感度の向上が図れ、現在最も実用的な構造と言える。

【0012】なお、以下、反強磁性体層と、この反強磁性体層との交換相互作用によって磁化を固定される強磁性体層とからなる膜を交換結合膜とする。また、磁化の方向が固定される強磁性体層をピン層と称する一方、外部磁場にて磁化の方向が自由に回転するよう設けられる強磁性体層をフリー層と称する。

【0013】上記のようなスピンバルブ膜の、強磁性体層の磁化を固定する反強磁性体層については様々な報告がなされており、反強磁性材料としてFeMn合金やNiOを用いる例が従来よりよく知られている。

【0014】しかしながら、FeMn合金を用いたものでは、交換結合磁界は温度の上昇とともに減少し、約150℃で交換結合磁界は消失してしまう。すなわち約150℃でFeMn合金は反強磁性を失う。この温度をブロッキング温度(T_b)とよんでいる。このようにFeMn合金ではブロッキング温度が約150℃と低く、ま

た、交換結合磁界が温度の上昇と共に単調に減少するため、FeMn合金を用いた交換結合膜を磁気抵抗効果素子に応用した際、その使用温度を低温に維持しておく必要がある。

【0015】また、このFeMn合金を用いた交換結合膜は、昇温降温プロセス(熱履歴)によって交換結合磁界が大幅に減少する。このため、FeMn合金を用いた交換結合膜を用いて磁気抵抗効果素子を製造する際、その製造プロセス温度を低温に制御する必要がある。このことは磁気抵抗効果素子の構造的な信頼性低下の原因につながる。また、このFeMn合金は腐食に弱く、水分を含む空气中にさらしておくくと急速に錆びてしまい、本来の機能を失ってしまう。

【0016】一方、NiOは酸化物であるため、その耐食性は非常に優れたものである。また、NiOを用いた交換結合膜のブロッキング温度も、200℃とFeMn合金より高い。ところが、その交換結合磁界はFeMn合金に比べて小さい上に、100℃程度の温度になると大きく減少してしまう。従って、これを磁気抵抗効果素子に用いるには問題がある。

【0017】上記の理由により、これらFeMn合金やNiOを反強磁性体層に用いた交換結合膜を応用して、磁気特性や構造的な信頼性が優れた磁気抵抗効果素子を製造することは困難である。

【0018】そこで、反強磁性体層の材料にMnの合金を用いることによって、優れた交換結合膜を得るための検討が行われており、特開平6-314617号公報には、反強磁性体層としてMnにCu, Ru, Rh, Re, Ag, Au, Os, Irを25~76原子%添加、あるいはPd, Ptを25~60原子%または65~76原子%添加したものを用いることによって、反強磁性体層の耐食性と熱的安定性を向上させ、それを強磁性体層と積層することによって交換結合膜を形成する例が開示されている。

【0019】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記公報に開示されている、MnにCu, Ru, Rh, Re, Ag, Au, Os, Ir, Pd, Pt等を添加した材料を反強磁性体層に用いた交換結合膜では、耐食性は確かにFeMn合金を用いた交換結合膜より向上しているが、交換結合磁界が小さく、最大でも200e程でしかない。前述したように、磁気抵抗効果素子とは、外部磁場に応じて磁化の方向が回転するフリー層の強磁性体層と、非磁性層と、磁化の方向が一方向に固定されたピン層の強磁性体層とがこの順に配置され、二つの強磁性体層の磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果が生じるものである。したがって、このとき二つの強磁性体層の磁気特性が同様のものとすると、外部磁場によって二つの強磁性体層の磁化が同時に回転してしまい、両者の磁化の向きに角度が生じず、磁気抵抗効果が得られな

い。

【0020】このため、ピン層となるべき強磁性体層に接して反強磁性体層を積層し、強磁性体層と反強磁性体層との間で生じる交換結合磁界によって強磁性体層の磁化を一方向に固定し、ピン層とフリー層との磁化の方向に角度を持たせるようにしている。

【0021】したがって、上記公報に記載されている、最大でも200e程度の小さな交換結合磁界の交換結合膜では、外部磁場によって容易にピン層の磁化が回転してしまい、信号磁界からの出力を安定して得られなくなり、磁気抵抗効果素子に応用することは困難である。

【0022】

【課題を解決するための手段】上記の課題を解決するために、本発明の請求項1に記載の交換結合膜は、強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜において、上記反強磁性体膜がMnPt合金からなると共に、上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されていることを特徴としている。

【0023】また、本発明の請求項3に記載の交換結合膜の製造方法は、強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜の製造方法において、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施すことを特徴としている。

【0024】請求項1および請求項3の構成では、強磁性体膜の構造がfcc構造で(111)配向している。fcc構造の最密面は(111)面であるため、強磁性体膜は、反強磁性体膜との界面に最も多くの原子が配列している配向になり、反強磁性体膜のMn原子と交換結合する原子が多くなっている。

【0025】また、上記熱処理は、反強磁性体膜のMn原子の磁気秩序を向上させる働きをする。すなわち、熱処理前の反強磁性体膜では、Mn原子とPt原子とが無秩序に配列している。このため、Mn原子のもつ磁化の向きが無秩序になっており、強磁性体膜の原子と交換結合するMn原子は少ない。ところが、反強磁性体膜を強磁性体膜と接合した状態で熱処理を行うと、熱振動によるMn原子とPt原子の再配列によって結晶が規則化し、反強磁性体膜のMn原子の反強磁性秩序化が促進される。同時に、反強磁性体膜と強磁性体膜との界面では、ある程度ランダムに向いていたMn原子の磁気モーメントが熱振動によって回転し、NiFe合金の磁気モ

ーメントと強磁性的に結合する。これら二つの効果により、強磁性体膜と反強磁性体膜との交換結合が増大するのである。

【0026】従って、本発明の交換結合膜では、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多いので、従来の200e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0027】ここで、上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPtの組成比は32〜50原子%であることが好ましい。これによって、現在実用に供されているFeMn合金を用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができる。

【0028】また、上記の製造方法においては、特に、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形成することが好ましい。

【0029】このように、強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地層を形成してから強磁性体膜を成膜することで、fcc構造を持つ強磁性体膜の配向を(111)配向にそろえ、かつ、熱処理の際に、強磁性体膜が形成される基板と該強磁性体膜との間で起こる不要な反応を防止できる。

【0030】なお、本発明の交換結合膜とその製造方法における強磁性体膜は、結晶構造がfcc構造であれば特に限定されないが、例えばNiFe合金、FeCo合金等が挙げられる。

【0031】また、本発明の交換結合膜とその製造方法における下地層は、強磁性体膜の配向性を高めると共に強磁性体膜と基板との反応を防ぐものであれば特に限定されないが、Taの単層膜やTaを含む積層膜等が挙げられる。また、基板には、ガラスやSi等が用いられ、特にSi基板を用いた場合、熱処理によって基板のSiと強磁性体膜とが反応し、強磁性体膜の磁化が失われるといった事態を招来し易いので、このような製造方法が特に好ましい。

【0032】本発明の請求項5に記載の磁気抵抗効果素子は、請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つことを特徴としている。

【0033】上記のような磁気抵抗効果素子では、強磁性体層は、強磁性体層と金属非磁性層とを通して、下地層によってその(111)配向を高められている。

【0034】この磁気抵抗効果素子は上記の交換結合膜

を用いているので、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージがない。また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがない。従って、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0035】この結果、本発明の交換結合膜は、磁気記録用再生ヘッドあるいは磁気センサ等に使用される磁気抵抗効果素子に適用できる。

【0036】

【発明の実施の形態】本発明の実施の一形態について図1ないし図7に基づいて説明すれば、以下の通りである。本実施の形態に係る交換結合膜は、図1に示すように、ガラスまたはSiからなる基板1上に、下地層（下地膜）2を介して、fcc構造で(111)配向されている強磁性体層（強磁性体膜）3と、MnPt合金からなる反強磁性体層（反強磁性体膜）4とが順に積層された構成を有している。そして、これら強磁性体層3と反強磁性体層4とは、積層された状態で交換結合磁界を強めるべく、所定の温度での熱処理が施されている。

【0037】上記強磁性体層3は、結晶構造がfcc構造である強磁性体からなり、(111)配向されているので、交換結合磁界を高めることができる。つまり、fcc構造の最密面は(111)面であるため、(111)配向とすることで、強磁性体層3は、反強磁性体層4との界面に最も多く原子が配列している配向になり、反強磁性体層4のMn原子と相互作用する原子が多くなるためである。強磁性体層3の材料としては、結晶構造がfcc構造である強磁性体であれば、特に限定されるものではないが、NiFe合金や、CoFe合金等が用いられる。

【0038】反強磁性体層4は、MnPt合金からなり、隣接する上記強磁性体層3との間に生じる交換結合磁界により、強磁性体層3の磁化方向を一方に固定するものである。下地層2は、fcc構造を持つ強磁性体層3の(111)方向への配向性を高めるためのもので、fcc構造を持つ強磁性体層3の(111)方向への配向性を高めるものであれば特に限定されないが、Taの単層膜やTaを含む積層膜を用いることができる。

【0039】なお、実験的には、NiFe合金は結晶質の基板上に成膜すれば(111)配向しやすく、非晶質の基板上では配向しないことが確認されている。また、NiFe合金の格子定数とほぼ一致する格子定数をもつ、Taのような下地上に成膜すると、NiFe合金の(111)配向が強くなると考えられている。

【0040】また、この下地層2は、上記の熱処理の際に、基板1と強磁性体層3との反応を防止する機能も有している。

【0041】強磁性体層3と反強磁性体層4とを積層した後に行なう熱処理は、反強磁性体層4のMn原子の磁

気秩序を向上させる働きをするものである。すなわち、熱処理前の反強磁性体層4では、Mn原子とPt原子とが無秩序に配列しているため、Mn原子のもつ磁化の向きが無秩序になっており、強磁性体層3の原子と交換結合するMn原子は少ない。ところが、反強磁性体層4を強磁性体層3と接合した状態で熱処理を行うと、熱振動によって反強磁性体層4の結晶構造が規則化され、Mn原子の反強磁性秩序化が促進される。同時に、反強磁性体層4と強磁性体層3との界面では、ある程度ランダムに向いていたMn原子の磁気モーメントが熱振動によって回転し、NiFe合金の磁気モーメントと強磁性的に結合する。これら二つの効果により、強磁性体層3と反強磁性体層4との交換結合が増大するのである。

【0042】熱処理温度としては、交換結合磁界が向上する温度であればよいが、(111)配向した強磁性体層3とMnPt合金からなる反強磁性体層4の積層膜の場合、200℃程度から交換結合磁界が高まる。そして、処理温度の上昇と共に交換結合磁界が高まるが、その上限は、温度が高くなることで生じる、強磁性体層3の磁気特性劣化や、反強磁性体層4と強磁性体層3との界面での原子の拡散等の問題を考慮する必要がある。このような構成を有する交換結合膜においては、従来の200e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0043】そして、ブロッキング温度も、従来から報告されているFeMn合金とNiOを反強磁性体層4に用いた交換結合膜のブロッキング温度（それぞれ150℃、200℃）に比べ、より高いものとなり、高い熱的安定性を示すものとなる。

【0044】また、MnPt合金のPt組成としては、32～50原子%であることが好ましい。このような組成比とすることで、現在実用に供されているFeMnを用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができる。例えば、反強磁性体層4のMnPt合金のPt組成比を上記範囲内とすることで、200℃で500e以上、270℃で3300e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0045】尚、反強磁性体層4の層厚は、反強磁性性を発現する範囲であれば特に限定されないが、高い交換結合磁界を得るためにはできるだけ厚い方が好ましい。

【0046】そして、図7に示すように、本交換結合膜の構成を採用し、基板1上に、下地層2を介して磁化の方向が自由に回転するフリー層となる第2の強磁性体層（第2の強磁性体膜）11と金属非磁性層12とを順に形成し、この上に、上記交換結合膜の強磁性体層3をピン層として形成し、この上に反強磁性体層4を構成し、保護層13を形成し、その後所定の温度で熱処理することで、第2の強磁性体層11と強磁性体層3との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つ磁気抵抗効果素子を得ることができる。上記のような磁気抵抗効果素子では、強磁性体層3は、第2の強磁性体層11と金

10

20

30

40

50

属非磁性層12とを通して、下地層2によってその(111)配向を高められている。

【0047】このようにして得た磁気抵抗効果素子では、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージがなく、また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがないので、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0048】次に、本実施の形態に係る実施例を説明する。

【0049】〔実施例1〕本発明の第1の実施例を、図1および図3を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜のサンプル#1・#2と比較サンプル#1・#2を、図1を用いて以下に示す。

【0050】サンプル#1は、ガラスからなる基板1の上に、Taからなる下地層2、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0051】比較サンプル#1は、ガラスからなる基板1の上に、下地層2を用いずに、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0052】サンプル#2は、Siからなる基板1の上に、Taからなる下地層2、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0053】比較サンプル#2は、Siからなる基板1の上に、下地層2を用いずに、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0054】サンプル#1・#2の各層2~4および比較サンプル#1・#2の各層3・4は、一つの成膜装置を用いて 4×10^{-7} Torr以下まで排気後、同一真空中で成膜したものである。また、上記各層2~4の膜厚は、各サンプル#1・#2および各比較サンプル#1・#2において等しくなっている。

【0055】また、上記各層2~4のスパッタ条件は以下の通りである。下地層2、および反強磁性体層4は、*

*DCマグネトロンスパッタ法にて、Ar圧が5mTorr、Power=641mW/cm²、の成膜条件で所定膜厚成膜した。強磁性体層3はRFコンベンショナルスパッタ法にて、Ar圧:5mTorr、Power:130mW/cm²、基板バイアス=+50Vの成膜条件で所定膜厚成膜した。

【0056】上記のようなサンプル#1・#2、比較サンプル#1・#2に、300Oeの磁界を印加しながら、真空中で270°Cの温度で熱処理を行い、磁化測定とX線回折(XRD)とを行った。サンプル#1・#2の磁化測定のデータを図2(a)・(c)に、また、XRDの結果を図3(a)・(c)に示す。また、比較サンプル#1・#2の磁化測定のデータを図2(b)・(d)に、また、XRDの結果を図3(b)・(d)に示す。なお、図示していないが、熱処理前には、サンプル#1・#2、比較サンプル#1・#2の交換結合磁界は見られなかった。

【0057】図2(a)~(c)に示すように、サンプル#1・#2および比較サンプル#1では、交換結合による磁化曲線のシフトがみられ、熱処理前にはなかった交換結合磁界(H_{ex})が現れていることを示しており、特にTaの下地層2のあるサンプル#1・#2で著しく大きいことがわかる。また、比較サンプル#2では磁化曲線は平坦になり、磁化が消失していることを示している。なお、この測定では、磁化曲線の0磁界からのシフト量を交換結合磁界としている。

【0058】また、図3(a)・(b)・(d)に見られるように、サンプル#1・#2および比較サンプル#2では、NiFe合金の(111)ピークが現れており、強磁性体層3は(111)配向していることがわかる。一方、比較サンプル#1では、図3(b)に示すように、MnPt合金の弱い(111)ピークが見られるのみで、NiFe合金の(111)ピークは見られず、強磁性体層3は(111)配向していないことがわかる。上記の結果を表1にまとめて示す。

【0059】

【表1】

サンプル	基板	下地層	交換結合磁界 (Oe)	NiFe合金(111) ピーク強度(IPS)
サンプル#1	ガラス	Ta	340	200
比較サンプル#1	ガラス	なし	82	0
サンプル#2	Si	Ta	200	120
比較サンプル#2	Si	なし	0	100

【0060】上記の結果より、サンプル#1・#2では、強磁性体層3が(111)配向しているので、交換結合磁界が高いと考えられる。また、比較サンプル#1の交換結合磁界が低いのは、下地層2がないために強磁

※性体層3の(111)配向がないためと考えられる。

【0061】一方、比較サンプル#2は、強磁性体層3が(111)配向しているにもかかわらず、その磁化曲線が平坦になり強磁性体層3の磁化が消失している。こ

れは、熱処理によって基板1のSiと、強磁性体層3のNiFe合金とが反応したため、NiFe合金の磁化が消失してしまったものと考えられる。

【0062】従って、下地層2は、NiFe合金からなる強磁性体層3を(111)に配向させ、さらに、Siの基板1とNiFe合金の強磁性体層3の反応を防ぐ拡散防止膜の役割を果たしているといえる。

【0063】以上より、サンプル#1・#2のように、下地層にTaを用いて成膜すると、高い交換結合磁界を持つ交換結合膜を得ることができるといえる。

【0064】〔実施例2〕本発明の第2の実施例を、図1および図4を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてMnPt合金を200Å積層したものである。ここで、反強磁性体層4であるMnPt合金のPt組成比は、32〜50原子%の範囲で種々に変化させている。なお、各層2〜4の成膜条件は、実施例1と同様である。

【0065】これらの交換結合膜に、真空中において、3000eの磁界中で200℃、230℃、250℃、270℃の温度でそれぞれ12時間熱処理し、その交換結合磁界を測定した。その結果を図4に示す。熱処理温度が高くなるほど、交換結合磁界が最大値をとるPt組成比は小さくなり、その最大値は大きくなる傾向を示す。

【0066】図4に示すように、反強磁性体層4のPt組成比が45〜48原子%の交換結合膜では、熱処理温度が200℃と比較的低温であっても、FeMn合金の反強磁性体層を持つ交換結合膜と比較して、遜色のない強い交換結合磁界が得られ、さらに、熱処理温度が230℃のものでは、約170〜2000eという非常に強い交換結合磁界が得られている。

【0067】また、250℃以上の熱処理では、反強磁性体層4のPt組成比が32〜50原子%の広い組成範囲で交換結合磁界が得られ、特に、45〜48原子%の組成範囲では強い交換結合を得ることができる。

【0068】〔実施例3〕本発明の第3の実施例を、図1および図5を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてMnPt合金を1000Å積層した構造である。ここで、反強磁性体層4であるMnPt合金のPt組成比は、32〜50原子%の範囲で種々に変化させている。なお、各層2〜4の成膜条件は、実施例1と同様である。

【0069】これらの交換結合膜に、真空中において、3000eの磁界中で200℃、230℃、250℃、

270℃の温度でそれぞれ12時間熱処理し、その交換結合磁界を測定した。その結果を図5に示す。

【0070】これらの交換結合膜では、交換結合磁界のPt組成比依存性が非常に敏感になり、48原子%近傍で急峻なピークをもつ傾向が見られ、実施例2に示した交換結合膜よりも、交換結合磁界が大きくなるPt組成比領域は狭くなっている。しかし、交換結合磁界が最大となるPt48原子%での値は大きく、特に低温の熱処理においても高い交換結合磁界を示している。

10 【0071】以上のように、反強磁性体層4の層厚を厚くすることで、より高い交換結合磁界を得ることができる。

【0072】〔実施例4〕本発明の第4の実施例を、図1および図6を用いて以下に示す。本実施例では、本発明の交換結合膜におけるブロッキング温度の測定の一例を示す。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてPt組成比が48%のMnPt合金を1000Å積層した構造である。なお、各層2〜4の成膜条件は実施例1と同様である。

【0073】この交換結合膜に、真空中にて、3000eの外部磁場中で270℃の温度で熱処理し、350°までの温度範囲の加熱雰囲気中において、交換結合磁界の雰囲気温度依存性を測定した。その結果を図6に示す。

【0074】交換結合磁界は、130℃まで増加し200℃から減少を始める。さらに温度を上げると交換結合磁界は単調に減少し350℃で消失する。すなわち、この交換結合膜のブロッキング温度は350℃である。

【0075】従来から報告されているFeMn合金とNiOを反強磁性体層に用いた交換結合膜のブロッキング温度が、それぞれ150℃、200℃であることを考えると、本発明の交換結合膜は非常に高い熱的安定性を示すことがわかる。

【0076】なお、この交換結合膜の反強磁性体層4のPtの組成比を32〜50原子%の範囲で、また、熱処理の温度を200℃〜270℃の範囲で種々に変化させて上記のように交換結合磁界の雰囲気温度依存性を測定したところ、それぞれ高いブロッキング温度を持つことが確認された。また、反強磁性体層4の層厚を200Åにして上記のように測定を行ったところ、この場合も高いブロッキング温度を持つことが確認された。

【0077】〔実施例5〕本発明の第5の実施例を図7を用いて以下に示す。実施例2において、充分な交換結合磁界が得られた47原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を持つ交換結合膜を用いて、磁気抵抗効果素子を製造した。

【0078】この磁気抵抗効果素子は、図7に示すように、ガラス基板1上に、50ÅのTaからなる下地層

2、100ÅのNiFe合金からなる第2の強磁性体層11、20ÅのCuからなる金属非磁性層12、100ÅのNiFe合金からなる強磁性体層3、さらに、Ptの組成比が47%の200ÅのMnPt合金からなる反強磁性体層4、200ÅのTaからなる保護層13の順に磁界中で成膜を行った構造である。成膜後、3000eの磁場を印加しながら、真空中にて、250℃で12時間の熱処理を行った。

【0079】このようにして得られた磁気抵抗効果素子に外部磁場を印加して、磁気抵抗効果を測定したところ、抵抗変化率4.5%、磁場感度0.7%/Oeの良好な値を得た。

【0080】以上のように、本発明の交換結合膜を用いれば、抵抗変化率、磁場感度ともに優れた磁気抵抗効果素子を製造することが可能である。

【0081】

【発明の効果】以上のように、本発明の請求項1に記載の交換結合膜は、上記反強磁性体膜がMnPt合金からなると共に、上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されている構成である。

【0082】これにより、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多くなり、200e以上の交換結合磁界を得ることができるという効果を奏する。

【0083】また、請求項2に記載の交換結合膜は、請求項1に記載の構成に加えて、上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPt組成が32～50原子%である構成である。

【0084】これにより、現在実用に供されているFeMn合金を用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができるという効果を奏する。

【0085】また、請求項3に記載の交換結合膜の製造方法は、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施す構成である。

【0086】これにより、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多くなり、200e以上の交換結合磁界をもつ交換結合膜を得ることができるという効果を奏する。

【0087】また、請求項4に記載の交換結合膜の製造方法は、請求項3に記載の構成に加えて、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形

成する構成である。

【0088】これにより、fcc構造を持つ強磁性体膜の配向を(111)配向にそろえ、かつ、熱処理の際に、強磁性体膜が形成される基板と該強磁性体膜との間で起こる不要な反応を防止できるという効果を奏する。

【0089】また、請求項5に記載の磁気抵抗効果素子は、請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つ構成である。

【0090】これにより、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージを受けることのない磁気抵抗効果素子を得ることができるという効果を奏する。また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがない。従って、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができるという効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係る実施の一形態の交換結合膜の膜構造を示す構成図である。

【図2】(a)(c)はサンプル#1・#2の交換結合膜の磁化曲線を表す図であり、(b)(d)は比較サンプル#1・#2の交換結合膜の磁化曲線を表す図である。

【図3】(a)(c)はサンプル#1・#2の交換結合膜のX線回折の結果を表す図であり、(b)(d)は、比較サンプル#1・#2の交換結合膜のX線回折の結果を表す図である。

【図4】膜厚200Åの反強磁性体層を用いた交換結合膜の交換結合磁界のPt組成比依存性を表すグラフである。

【図5】膜厚1000Åの反強磁性体層を用いた交換結合膜の交換結合磁界のPt組成比依存性を表すグラフである。

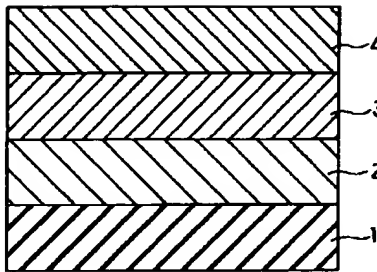
【図6】上記交換結合膜の交換結合磁界の、雰囲気温度依存性を表すグラフである。

【図7】上記交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子の構成図である。

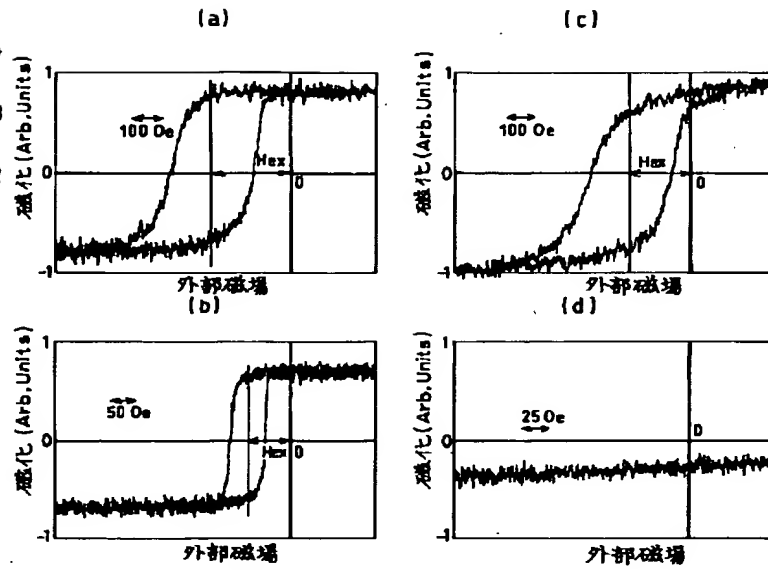
【符号の説明】

- 1 基板
- 2 下地層(下地膜)
- 3 強磁性体層(強磁性体膜)
- 4 反強磁性体層(反強磁性体膜)
- 11 第2の強磁性体層(第2の強磁性体膜)
- 12 金属非磁性層

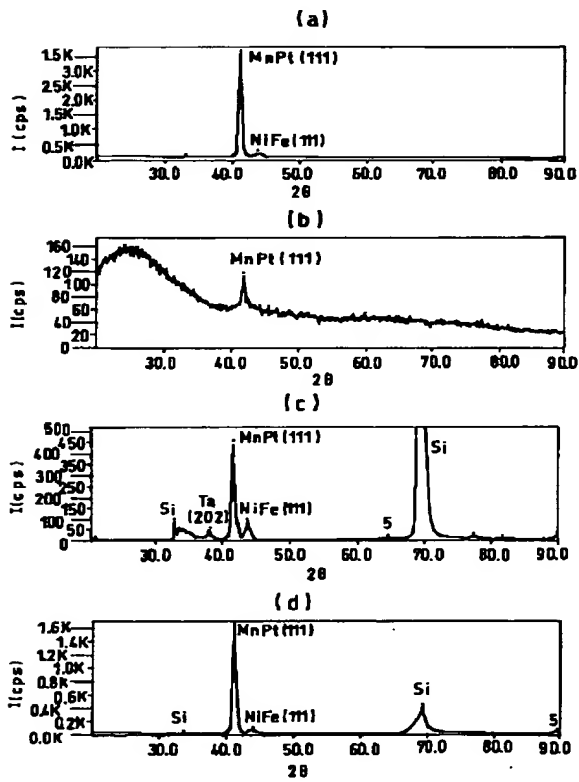
【図1】



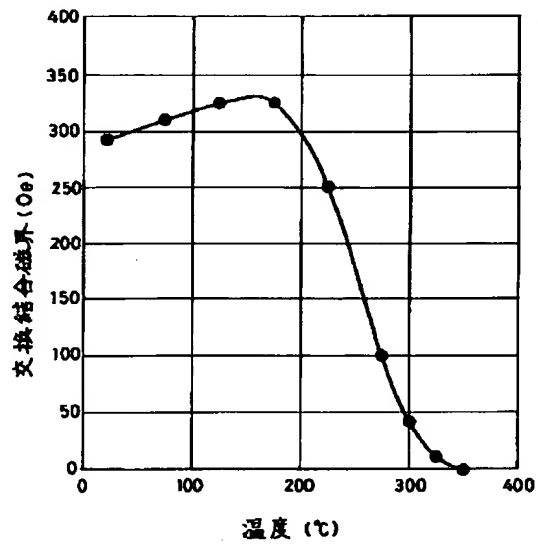
【図2】



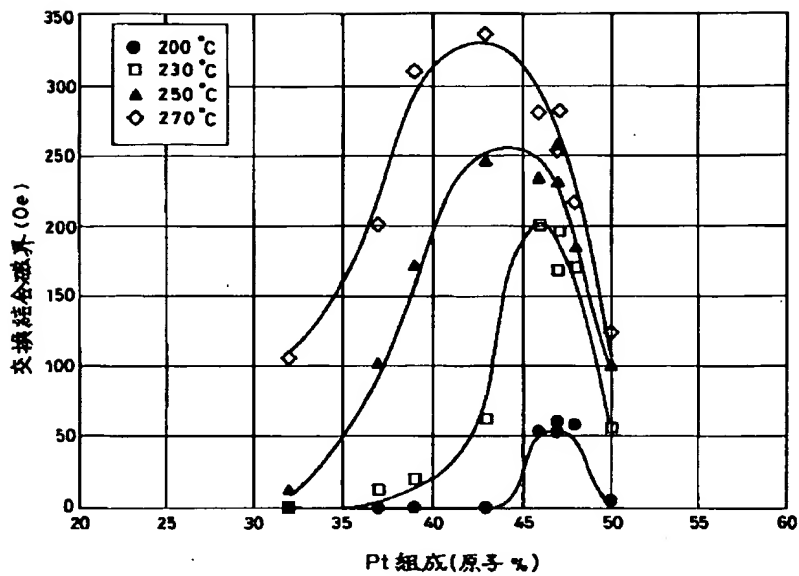
【図3】



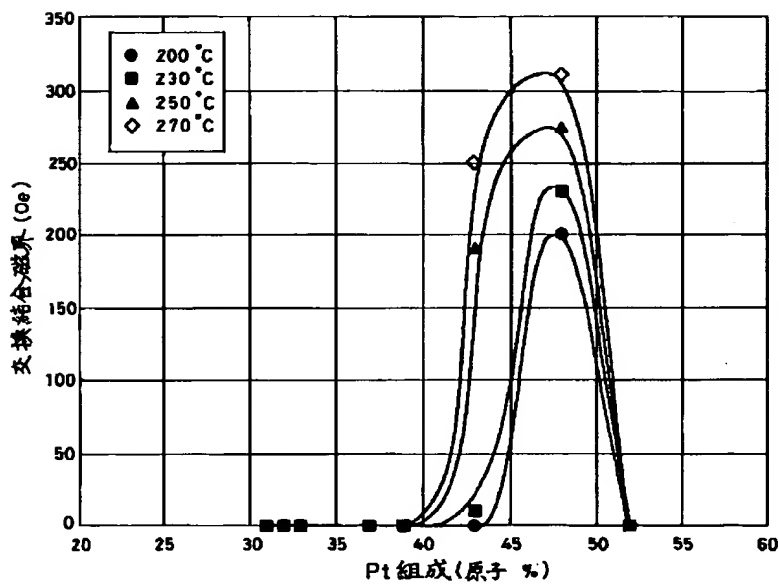
【図6】



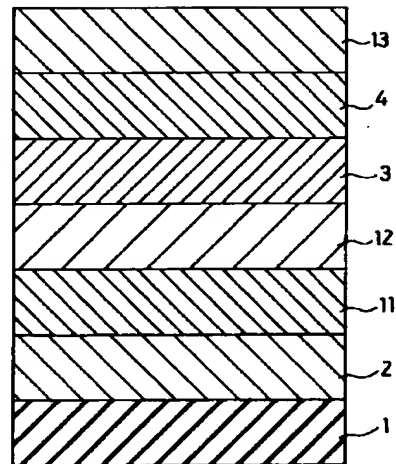
【図4】



【図5】



【図7】



フロントページの続き

(72)発明者 中林 敬哉
大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ヤープ株式会社内

(72)発明者 吉良 徹
大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ヤープ株式会社内